第29卷 第6期
2015年6月

材料研究学报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH

Vol. 29 No. 6
June 2015

粉末Ti-22Al-24Nb-0.5Mo合金热变形能力的对比研究*

卢正冠 吴杰 徐磊 卢斌 雷家峰 杨锐

(中国科学院金属研究所 沈阳 110016)

摘 要 采用预合金粉末热等静压工艺制备名义成分为Ti-22Al-24Nb-0.5Mo(原子百分数)的粉末Ti_2AlNb合金, 对粉末合金、经热处理的粉末合金和同种成分的熔铸Ti_2AlNb合金进行了压缩实验。结果表明, 粉末Ti_2AlNb合金具有与熔铸变形合金相当的变形能力, 热处理对粉末Ti_2AlNb合金的变形能力没有明显的影响, 粉末合金在低温和高应变速率下的变形抗力更低, 不易开裂。采用典型粉末成型工艺制备粉末Ti_2AlNb热变形坯料, 在两相区进行了不同变形量的墩粗和拔长热变形。结果表明, 粉末Ti_2AlNb坯料变形后没有宏观裂纹, 变形均匀。拉伸实验结果表明, 变形后经热处理的粉末Ti_2AlNb合金表现出更好的拉伸性能。

关键词 金属材料, Ti_2AlNb合金, 粉末冶金, 热等静压, 热机械加工

分类号 TG146 文章编号 1005-3093(2015)06-0445-08

Comparative Study on Hot Workability of Powder Metallurgy Ti-22Al-24Nb-0.5Mo Alloy

LU Zhengguan WU Jie XU Lei** LU Bin LEI Jiafeng YANG Rui

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

*Supported by National High Technology Research and Development Program of China No. 2013AA031606.

Manuscript received March 23, 2015; in revised form April 15, 2015.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (024) 83978843, E-mail: lxu@imr.ac.cn

ABSTRACT Powder metallurgy (PM) Ti_2AlNb alloy of Ti-22Al-24Nb-0.5Mo (atomic fraction, %) was prepared from pre-alloyed powder using hot isostatic pressing (HIPing). Compression tests of PM Ti_2AlNb alloy, heat treated PM Ti_2AlNb alloy and wrought Ti_2AlNb alloy with the same chemical composition were conducted on Gleeble-3800 testing machine. The testing temperatures were from 930℃ to 1050℃, strain rates varied from 0.001 s^{-1} to 10 s^{-1}, and engineering strain was about 50% for each compression. The results show that the deformability of PM Ti_2AlNb alloy is comparable to that of wrought alloy, and heat treatment has no obvious effect on the hot workability of PM Ti_2AlNb alloy. The high temperature flow behavior of Ti_2AlNb alloys prepared by different fabrication routes is similar in this work, while processing windows for PM Ti_2AlNb alloy is broader than casting alloys especially at low temperature or relative high strain rate. PM Ti_2AlNb billets for hot deformation were prepared by a typical powder metallurgy process, and were upset or drawn out to different deformation in two-phase region. Macrostructure of deformed PM Ti_2AlNb billets were observed, no macro crack was found in deformed PM Ti_2AlNb billets and the deformation was uniform. The results of tensile tests show that the deformed PM Ti_2AlNb alloy after heat treatment presents better tensile properties.

KEY WORDS metallic materials, Ti_2AlNb alloys, powder metallurgy, hot isostatic pressing, thermal mechanical processing

Ti_2AlNb合金具有良好的高温强度和较低的密度, 越来越受到材料设计者的关注, 是有望取代镍基高温合金的轻质材料之一[1-3]。Ti_2AlNb构件的制备方式主要是铸锭锻造, 针对Ti_2AlNb热变形行为的研究对象也大多集中在熔铸Ti_2AlNb合金[4-7]。这些基于Gleeble压缩实验的研究对熔铸Ti_2AlNb的锻造工艺选择有良好的参考作用, 但是Ti_2AlNb合金在熔炼中各组元分布不均匀, 容易产生成分宏观偏析、缩孔、疏松等铸造缺陷, 难以彻底避免。

采用粉末冶金热等静压工艺制备Ti_2AlNb合金

* 国家高技术研究发展计划2013AA031606资助项目。
2015年3月23日收到初稿; 2015年4月15日收到修改稿。
本文联系人: 徐 磊

可避免传统铸造中的缺陷, 得到组织更加均匀、性能更加稳定的合金或构件坯料, 且尺寸控制优于铸造合金[8-10]。同时, 用粉末冶金热等静压成型的合金或构件内部有一些孔隙[11, 12], 而热机械处理通常能愈合合金中的一些微小缺陷, 这在粉末GH4169合金中已经得到了应用[13]。但是目前国内尚无钛合金或Ti_2AlNb合金粉末冶金构件应用的实例, 发展粉末Ti_2AlNb合金+热机械加工可能得到性能更加优越、尺寸更大的构件。本文采用Gleeble-3800热模拟试验机对粉末Ti_2AlNb合金和熔铸变形Ti_2AlNb合金的高温流变行为和变形能力进行比较研究。结合Gleeble压缩实验的结果, 制定适应于粉末Ti_2AlNb变形特点的热变形工艺, 锻造粉末Ti_2AlNb合金热变形坯料, 观察粉末坯料变形后的形貌, 并测试其拉伸性能。通过热模拟压缩和实际锻造的比较结果, 分析粉末Ti_2AlNb合金的变形能力, 为用粉末+变形工艺制备的Ti_2AlNb合金的应用提供参考。

1 实验方法

用无坩埚感应熔炼超声气体雾化(EIGA)工艺制备名义成分为Ti-22Al-24Nb-0.5Mo(原子百分数)的预合金粉末, 用典型包套热等静压工艺制备粉末Ti_2AlNb合金[14]。对粉末和压坯进行了化学成分的分析, 氧氮氢含量在LECO公司生产的TCH600型分析仪进行, 金属化学成分在PE公司生产的ICP-OES, 7300DV型分析仪进行, 结果如表1。测试结果显示, 气体元素的含量均保持较低水平, 合金化学成分均匀, 说明本研究制备的预合金粉末和合金的纯净度高, 合金制备工艺稳定性好。

表2列出了本文三种Ti_2AlNb合金的制备方法和对应的名称。采用980℃/2 h/AC+900℃/24 h/AC制度对粉末Ti_2AlNb合金进行热处理, 制备出热处理态的粉末Ti_2AlNb合金。采用真空自耗熔炼制备了Ti_2AlNb熔铸合金, 在两相区锻造制备出熔铸Ti_2AlNb合金。

采用JSM-6301F扫描电子显微镜观察了三种Ti_2AlNb合金的初始显微组织, 如图1所示。采用热等静压工艺制备的Ti_2AlNb合金为典型的双态组织, 主要由黑色的α_2相和灰色的O相组成, 分布均匀; 热

表1 Ti_2AlNb预合金粉末和合金坯料的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti_2AlNb pre-alloyed powder and PM alloy in this study (%, mass fraction)

Samples	O	N	H	Ar	Al	Nb	Mo	Ti
Powder	0.069	0.0080	0.0050	<0.0001	10.4	41.0	0.90	Bal.
PM alloy	0.068	0.014	0.0025	<0.0001	10.6	41.3	0.90	Bal.

表2 三种Ti_2AlNb合金及制备方法

Table 2 Three kinds of Ti_2AlNb alloy and preparation method respectively

Items	Preparation method
HIPed	Hot isostatic pressing
HIPed+HT	980℃/2 h/AC+900℃/24 h/AC heat treatment after hot isostatic pressing
Wrought	Forging in duplex phase field after casting

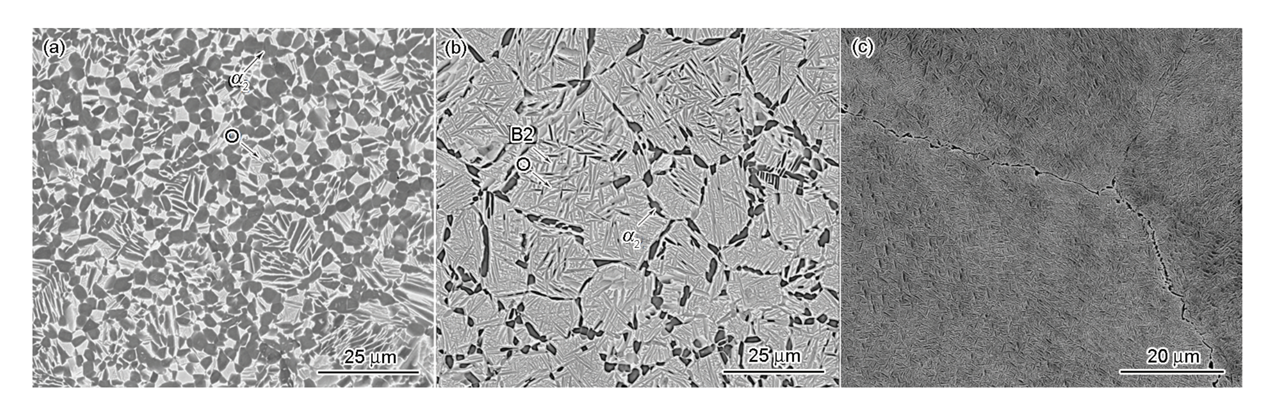


图1 三种状态样品的显微组织

Fig.1 Microstructure of Ti_2AlNb alloy, (a) HIPed, (b) HIPed+HT, (c) wrought processed

处理后, 粉末Ti_2AlNb合金中的B2相析出, 晶粒内灰色的O相和白色的B2相呈针状交替分布, 晶界处为黑色的α_2相, 晶粒尺寸在20~30 μm; 熔铸态合金主要由大的B2相晶粒组成, 与热处理态近似, 也是典型的魏氏组织, 晶粒尺寸在100~200 μm。

Gleeble热压缩实验是一种研究材料变形机理的常用手段[15, 16], 本文根据熔铸Ti_2AlNb合金的锻造温度, 设计出Gleeble实验的变形温度为930℃~1050℃, 位于Ti_2AlNb合金的三相区和两相区内。采用Gleeble-3800热模拟试验机对三种状态的样品进行高温压缩实验, 样品为直径8 mm长度10 mm的圆柱, 变形速率分别为0.001, 0.01, 0.1, 1, 10 s^{-1}, 变形温度为930, 980, 1005, 1030, 1050℃。升温速率5℃/s, 到温后保温3 min开始变形, 样品均不加包套, 底面涂以石墨并加盖钽片, 最终工程应变量约50%。

实际锻造中合金构件的尺寸大且处于大气中, 坯料温降难以避免, 本文结合已有的Gleeble压缩实验结果, 制定了适用于粉末Ti_2AlNb热变形坯料的锻造工艺。采用相同的热等静压工艺制备直径50 mm长度85 mm的粉末Ti_2AlNb变形坯料。采用包套锻造工艺将坯料锻造至不同变形量, 将变形后的样品沿中心轴线切开, 采用Canon-Scan D1230U型扫描仪观察低倍形貌。

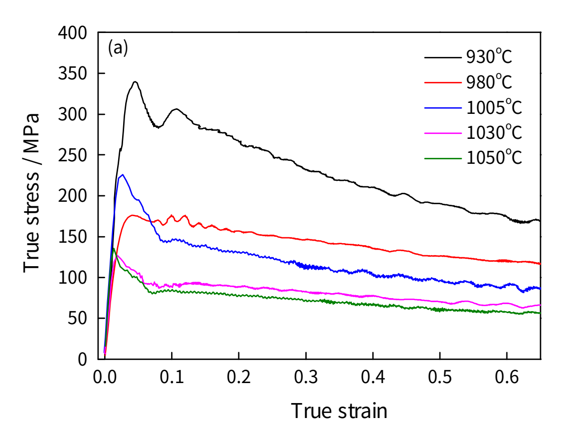
对未变形经热处理、变形后的和变形后经热处理的粉末Ti_2AlNb合金, 均取样测试室温、高温拉伸性能, 拉伸样品尺寸为M6×ϕ3 mm, 工作段标距15 mm。室温拉伸在Zwick/Roell-Z050试验机上进行, 650℃高温拉伸在MTS E45.105试验机上进行。

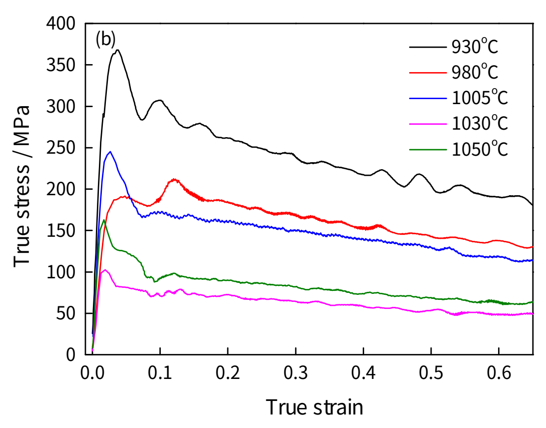
2 结果与讨论

2.1 压缩实验结果分析

2.1.1 变形行为和应力水平分析 为了比较三种状态Ti_2AlNb合金的变形行为, 选取了应变速率为0.1 s^{-1}时, 不同温度下的应力应变曲线作图。从图2可见, 三种状态Ti_2AlNb合金的高温流变行为相似。即随着应变量的增加应力在很低的变形量下达到峰值, 然后出现不连续屈服的特征, 在变形温度较低时尤为明显, 当真应变大于0.2时应力水平趋于平缓。另一方面, 三种状态的Ti_2AlNb合金在接近相变点温度的应力应变曲线都出现了应力水平的“反弹”。对于一般材料, 温度升高时位错更容易开动, 变形所需的能量更低, 因此变形抗力会随着变形温度的增加而下降。但是从图2中的三组曲线能观察到, 在Ti_2AlNb合金的相变点附近的980℃时的峰值应力低于温度为1005℃的峰值应力, 1030℃的流变应力整体较1050℃时的为低。其原因是, 合金的相变是材料结构对热的响应, 而在Gleeble压缩过程中Ti_2AlNb样品在绝热条件下经受力变形, 应力能诱发局部升温和相转变[17]。

图3给出了应变速率为0.1 s^{-1}, 温度为1005℃和1030℃时三种状态Ti_2AlNb合金的应力应变曲线比较, 变形参数与实际Ti_2AlNb锻造工艺接近。从图3可见, 三种状态Ti_2AlNb合金的应力应变曲线没有显著差别。在温度为1005℃时三种状态的峰值应力接近, 随着变形量的增加变形态合金的应力水平最





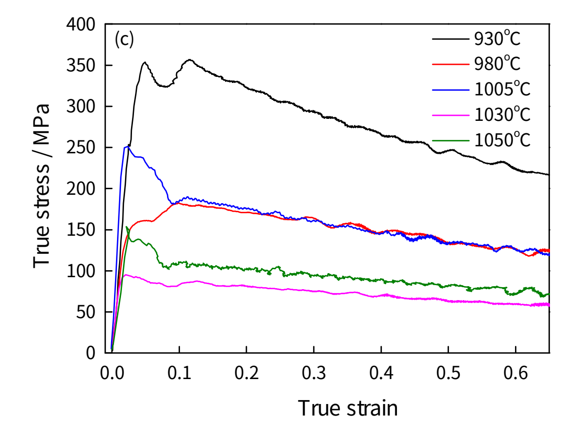
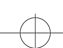


图2 $\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1}下三种状态Ti_2AlNb不同温度下的应力应变曲线

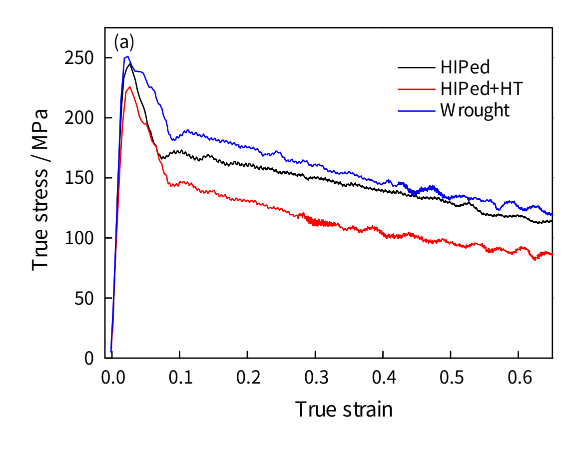
Fig.2 Stress-strain curves of Ti_2AlNb alloy at different temperature at $\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1}, (a) HIPed, (b) HIPed+HT, (c) wrought



高, 略高于粉末热等静压态, 在真应变大于0.3时整体比热处理态高出约50 MPa; 在温度为1030℃时热处理态的样品显示出最高的应力水平, 而变形态样品的曲线介于两种粉末合金样品的曲线中间。

表3列出了不同变形条件下三种状态样品峰值应力的统计, 也说明三种状态 Ti_2AlNb 合金变形行为相似。结果表明, 三种状态 Ti_2AlNb 合金的峰值应力无明显差别。特别是在高温和低应变速率(如1050℃, 0.001 s^{-1})条件下应力水平非常接近, 在低温和高应变速率(如930℃, 10 s^{-1})条件下粉末态(HIPed, HIPed+HT)的应力水平低于变形态。

在930℃, 应变速率大于0.1 s^{-1}压缩试验后观察样品的形貌发现, 粉末 Ti_2AlNb 合金表面完整光滑, 而熔铸 Ti_2AlNb 合金样品的侧面产生了褶皱。增加一组Gleeble压缩实验, 将变形温度降低至830℃, 应变速率为0.1 s^{-1}时变形后的宏观形貌如图4。Gleeble压缩实验均未加包套, 可以看出, 此时的粉末态 Ti_2AlNb 合金变形后的表面仍然完好, 而熔铸态 Ti_2AlNb 合金发生明显开裂。分析原因可能是由于热等静压制备的 Ti_2AlNb 晶粒细小, 成分均匀, 各向同性使得粉末 Ti_2AlNb 合金在经受变形时, 内部的协调变形能力更强。



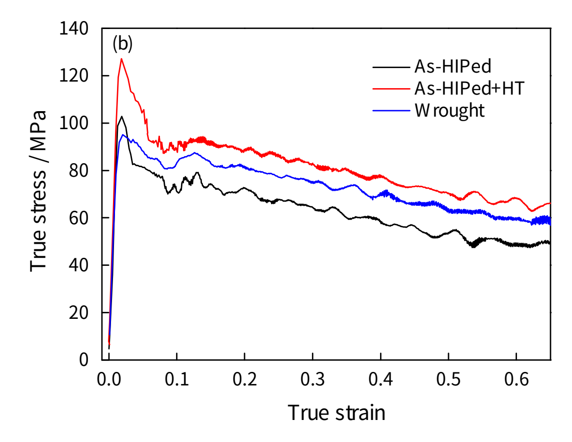


图3 在 $\dot{\varepsilon}$=0.1s^{-1}, T=1005, 1030℃条件下三种状态 Ti_2AlNb 合金的应力应变曲线比较

Fig.3 Stress-strain curves of three kinds of Ti_2AlNb alloy at 0.1 s^{-1} strain rate, (a) 1005℃, (b) 1030℃

表3 不同变形条件下三种状态 Ti_2AlNb 的峰值应力

Table 3 Peak stress of Ti_2AlNb alloys from different preparation route at various deformation conditions (MPa)

Temperature/℃	Type	Strain rate/s^{-1}				
		0.001	0.01	0.1	1	10
	HIPed	143	248	363	562	580
930	HIPed+HT	168	248	338	345	591
	Wrought	146	288	353	603	668
	HIPed	60	168	212	255	396
980	HIPed+HT	71	131	176	258	387
	Wrought	49	172	182	222	492
	HIPed	59	141	245	310	365
1005	HIPed+HT	50	139	225	310	416
	Wrought	54	149	251	337	388
	HIPed	46	90	102	147	325
1030	HIPed+HT	38	106	127	215	226
	Wrought	43	95	95	154	272
	HIPed	31	80	160	201	290
1050	HIPed+HT	32	81	135	181	274
	Wrought	31	103	153	223	283

2.1.2 热激活能的比较　材料的热变形是一个应变硬化和动态软化逐渐平衡的过程, 除上述提到的应变速率、温度等因素会影响流变应力σ, 热激活能Q也是分析和评价金属材料热变形性能的主要手段之一, 能较真实反映材料的塑性变形能力[18]。对Arrhenius方程做近似处理, 稳态流变应力和应变速率的关系为

$$\dot{\varepsilon}=A\sigma n\exp[-Q/(RT)] \tag{1}$$

将(1)式两边取对数, 并假设热激活能Q值与温度无关, 得到

$$\ln\dot{\varepsilon}=\ln A+n\ln\sigma-Q/(RT) \tag{2}$$

分别在恒定的温度下对应变速率偏微分和在恒定的应变速率下对$1/T$偏微分, 得到计算Q值的近似公式

$$Q=R[\partial\ln\dot{\varepsilon}/\partial\ln\sigma]_T\,[\partial\ln\sigma/\partial(1/T)]_{\dot{\varepsilon}} \tag{3}$$

其中σ代入峰值应力, R为理想气体常数(取8.314 J•mol^{-1}•K^{-1}), 以Gleeble实验得到的数据进行拟合。图5绘出了热等静压态和熔铸态Ti_2AlNb合金峰值应力和温度的拟合结果, 图6绘出了两种状态Ti_2AlNb合金应变速率和峰值应力的拟合结果。也

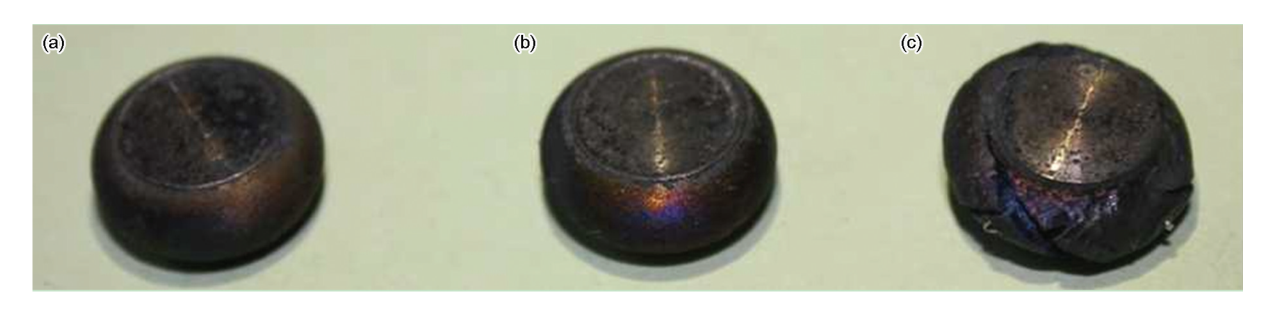


图4 在$\dot{\varepsilon}$=0.1 s^{-1}, T=830℃条件下三种状态Ti_2AlNb合金样品压缩后的宏观形貌

Fig.4 Macrostructure of Ti_2AlNb alloys after compression, (a) HIPed, (b) HIPed+HT, (c) wrought at $\dot{\varepsilon}$= 0.1 s^{-1}, 830℃

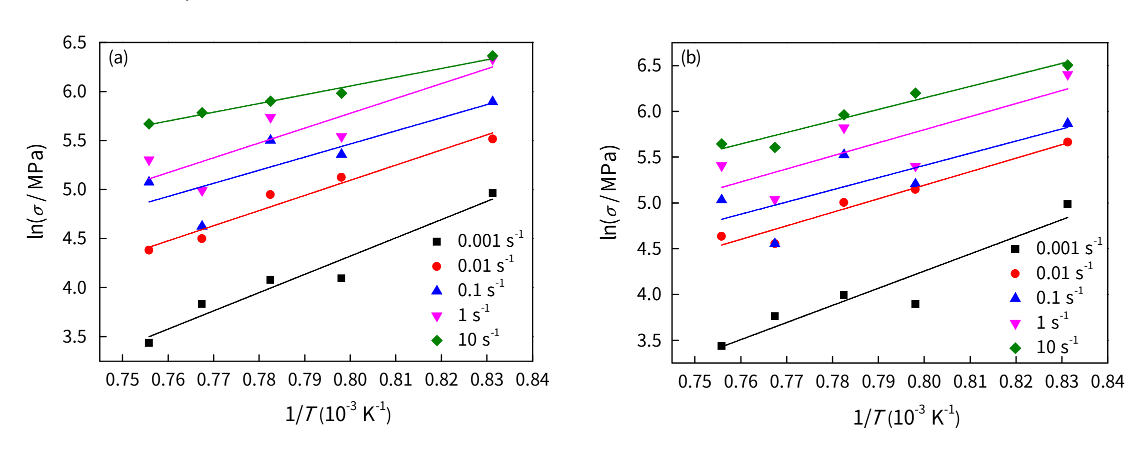


图5 热等静压态和变形态Ti_2AlNb合金的峰值应力和温度的关系

Fig.5 Relationship between peak stress and temperature of HIPed (a) and wrought (b) Ti_2AlNb

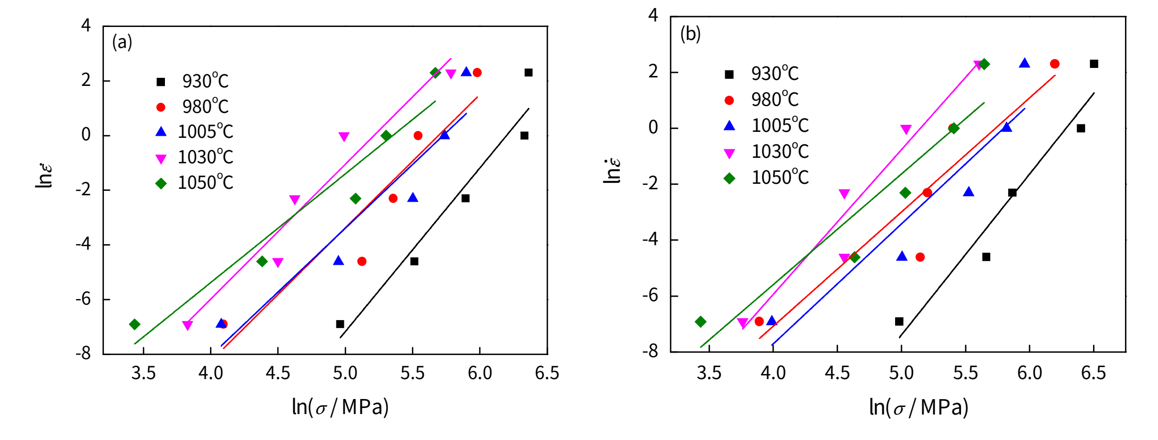


图6 热等静压态和变形态Ti_2AlNb合金的应变速率和峰值应力的关系

Fig.6 Relationship between strain rate and peak stress of HIPed (a) and wrought (b) Ti_2AlNb

可以得到热等静压+热处理态的类似结果。

将得到的线性拟合结果代入(3)式中, 得到三种状态样品变形激活能 Q 值。表4列出了本次实验得到的 Ti_2AlNb 两相区热激活能结果, 并与其他研究者所得结果进行了比较。文献[4]针对在单相区开坯后的熔铸Ti-22Al-25Nb合金, 计算出两相区的热激活能为436.2 kJ•mol^{-1}。文献[19]针对热压法制备的Ti-22Al-25Nb合金, 计算得到两相区激活能为734.8 kJ•mol^{-1}。通过比较可以发现, 本文用热等静压法制备的粉末Ti-22Al-24Nb-0.5Mo合金的热激活能与熔铸态的近似, 整体与熔铸Ti-22Al-25Nb合金接近, 低于热压Ti-22Al-25Nb合金。热压烧结也是粉末冶金的一种, 但是制备工艺不同。用热压法得到的 Ti_2AlNb 合金与热等静压制备的 Ti_2AlNb 合金在显微组织上相差较大, 可能是导致这种差别的原因。

对应力应变曲线和热激活能的分析结果表明, 粉末 Ti_2AlNb 合金与变形态 Ti_2AlNb 合金具有相当的变形能力, 粉末 Ti_2AlNb 在变形前是否进行热处理对变形行为没有明显影响。目前针对熔铸 Ti_2AlNb 开坯后的锻造变形参数研究较多, 由此制备的性能优良的棒材或板材已经得到初步应用[20-22]。因此本文比较了Gleeble压缩实验的结果, 从理论上增加了对粉末 Ti_2AlNb 合金变形的可行性认识。

2.2 粉末热变形坯料的锻造结果分析

2.2.1 变形后的形貌观察　图7给出了变形量为50%的墩粗饼坯(图7a)和经一墩一拔累积变形量约75%的饼坯(图7b)的低倍形貌。可以看到, 直接锻压至50%变形量的粉末 Ti_2AlNb 合金与包套衔接紧密, 形貌完整, 无任何裂纹; 经一墩一拔的饼坯(累积变形超过75%), 内部形貌完整光滑, 也没有开裂。这表明, 本文制备的粉末 Ti_2AlNb 合金坯料质量稳定可靠, Gleeble压缩实验结果具有参考价值, 在制定的变形条件下粉末 Ti_2AlNb 合金具有良好的协调变形能力, 具有变形潜力。

2.2.2 变形后的力学性能　粉末 Ti_2AlNb 热变形坯料在变形后(Deformed)和变形后经热处理(Deformed+HT)的室温和650℃力学性能, 与未变形经热处理(HT)的合金比较, 如图8所示。比较变形态和变形经热处理态的拉伸结果, 发现粉末 Ti_2AlNb 合金变形后的拉伸强度非常高, 但室温和高温塑性较差, 经过热处理后粉末变形 Ti_2AlNb 合金的室高温拉伸塑性显著提升。热处理能改善 Ti_2AlNb 粉末合金或铸造变形合金拉伸性能[14, 23], 因为粉末 Ti_2AlNb 合金的性能对相组成更加敏感, 而制粉过程中积累的不稳定化学势又难以在热等静压中消除, 因此, 热处理是获得高性能粉末 Ti_2AlNb 合金构件的必要手段。



图7 粉末 Ti_2AlNb 热变形坯料变形后的低倍形貌

Fig.7 Images of PM Ti_2AlNb billets after different deformation, upset to 50% reduction (a), upset and drawn out about 75% total deformation (b)

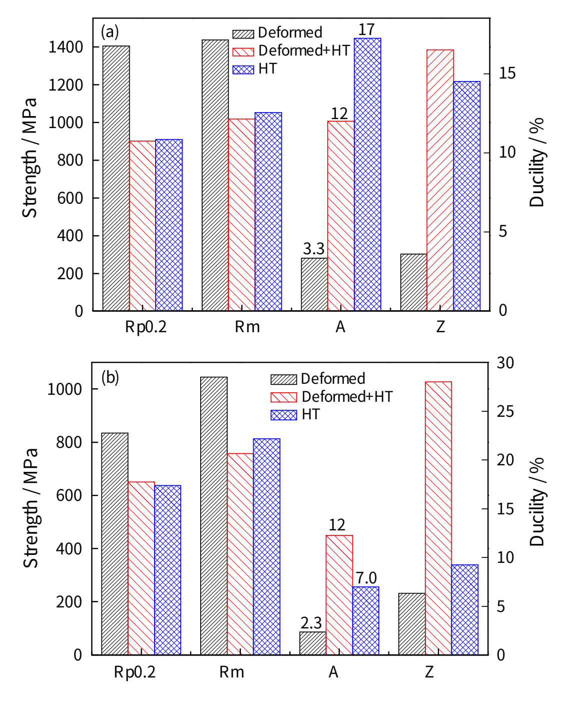


图8 三种粉末 Ti_2AlNb 合金的拉伸性能比较

Fig.8 Comparison of tensile properties of three kinds of PM Ti_2AlNb alloys, (a) 20℃, (b) 650℃

表4 几种不同状态 Ti_2AlNb 合金的热激活能

Table 4 Thermal activation energy of several kinds of Ti_2AlNb alloy

Type	HIPed	HIPed+HT	Wrought	Wrought[4]	HPed[19]
Q/kJ•mol^{-1}	538.2	493.6	547.7	436.2	734.8

图8给出了变形后经热处理和未变形经热处理的拉伸结果。结果表明, 两种状态粉末Ti_2AlNb合金的屈服强度和抗拉强度比较接近; 变形后经热处理粉末Ti_2AlNb合金的室温塑性下降, 但是高温塑性提高, 室温和高温延伸率均超过10%, 塑形储备均较高。说明变形能够改善粉末Ti_2AlNb合金的拉伸性能, 可能与热机械过程能够愈合缺陷有关, 使变形后的粉末合金表现更加稳定。

3 结　论

1. 使用预合金粉末热等静压工艺制备的粉末Ti-22Al-24Nb-0.5Mo合金, 两种典型工艺下的Ti_2Al-Nb合金变形行为近似, 变形抗力相当, 热激活能接近。在Gleeble热模拟条件下, 粉末Ti_2AlNb合金的热加工窗口更宽, 可承受更低的加工温度和更高的应变速率而不开裂。

2. 根据本文制定的适用于粉末Ti-22Al-24Nb-0.5Mo合金的热机械加工参数, 坯料经过墩粗(~50%变形量)或一墩一拔(~75%变形量)变形后, 样品表面和内部均未出现开裂, 变形后的高温拉伸塑性显著提高, 性能更加稳定, 表明粉末Ti-22Al-24Nb-0.5Mo合金具有良好的热变形能力。

参 考 文 献

1 D. Banerjee, A. K. Gogia, T. K. Nandy, V. A. Joshi, A new ordered orthorhombic phase in a Ti_3Al-Nb alloy, Acta Metallurgica, **36**(4), 871(1988)

2 FENG Aihan, LI Bobo, SHEN Jun, Recent advances on Ti_2AlNb-based alloys, Journal of Materials and Metallurgy, **10**(1), 34(2011)
(冯艾寒, 李渤渤, 沈　军, Ti_2AlNb基合金的研究进展, 材料与冶金学报, **10**(1), 30(2011))

3 ZHANG Jianwei, LI Shiqiong, LIANG Xiaobo, CHENG Yunjun, Research and application of Ti_3Al and Ti_2AlNb based alloys, The Chinese Journal of Nonferrous Metals, **20**(special 1), s338(2010)
(张建伟, 李世琼, 梁晓波, 程云君, Ti_3Al和Ti_2AlNb基合金的研究与应用, 中国有色金属学报, **20**(special 1), s338(2010))

4 Ma X, Zeng W D, Xu B, Sun Y, Xue C, Han Y F, Characterization of the hot deformation behavior of a Ti-22Al-25Nb alloy using processing maps based on the Murty criterion, Intermetallics, **20**, 1 (2012)

5 Wang Y, Lu B, Yang R, Han X D, Ren P, Local deformation and processing maps of Ti-24Al-17Nb-0.5Mo alloy, Acta Metallurgica Sinca (English Letters), **25**(2), 95(2012)

6 CHENG Jun, MAO Yong, YU Zhentao, NIU Jinlong, YU Sen, MA Xiqun, LIU Shaohui, NIU Hongzhi, Research on flow stress behavior and microstructure evolution during hot compression of Ti-22Al-14Nb-2Mo-1Fe alloy, Titanium, **31**(3), 26(2014)
(程　军, 毛　勇, 于振涛, 牛金龙, 余　森, 麻西群, 刘少辉, 牛红志, Ti-25Al-14Nb-2Mo-1Fe合金热压缩变形流变应力行为与微观组织演变的研究, 钛工业进展, **31**(3), 26(2014))

7 ZENG Weidong, XU Bin, HE Dehua, LIANG Xiaobo, LI Shiqiong, ZHANG Jianwei, ZHOU Yigang, Hot deformation characteristics of Ti-22Al-25Nb alloy using processing maps, Rare Metal Materials and Engineering, **136**(4), 592(2007)
(曾卫东, 徐　斌, 何德华, 梁晓波, 李世琼, 张建伟, 周义刚, 应用加工图理论研究Ti_2AlNb基合金的高温变形特性, 稀有金属材料与工程, **136**(4), 592(2007))

8 N. L. Loh, K. Y. Sia, An overview of hot isostatic pressing, Journal of Materials Processing Technology, **30**, 45(1992)

9 Youngmoo Kim, Eun-Pyo Kim, Joon-Woong Noh, Sung Ho Lee, Young-Sam Kwon, In Seok Oh, Fabrication and mechanical properties of powder metallurgy tantalum prepared by hot isostatic pressing, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, **48**, 211(2015)

10 WANG Gang, An investigation of the fabrication and high temperature deformation behavior of P/M TiAl alloys, PhD thesis, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences (2011)
(王　刚, 粉末冶金TiAl合金制备及高温变形行为研究, 博士学位论文, 中国科学院金属研究所(2011))

11 Gerhard Wegmann, Rainer Gerling, Frank-Peter Schimansky, Temperature induced porosity in hot isostatically pressed gamma titanium aluminide alloy powders, Acta Materialia, **51**, 741(2003)

12 Xu L, Guo R P, Bai C G, Lei J F, Yang R, Effect of hot isostatic pressing conditions and cooling rate on microstructure and properties of Ti-6Al-4V alloy from atomized powder, Journal of Materials Science and Technology, **30**(12), 1289(2014)

13 Qi C, GH4169-type disk parts forging method, involves baiting GH4169-type bar prepared by cast condition or powder metallurgy process into primary bar ingot, and adding bar ingot into box type heating furnace of specific degrees centigrade, China, CN102764837-A(2013)

14 WU Jie, XU Lei, LU Bin, CUI Yuyou, YANG Rui, Preparation of Ti_2AlNb alloy by powder metallurgy and its rupture lifetime, Chinese Journal of Materials Research, **28**(5), 387(2014)
(吴　杰, 徐　磊, 卢　斌, 崔玉友, 杨　锐, 粉末冶金Ti_2AlNb合金的制备及持久寿命, 材料研究学报, **28**(5), 387(2014))

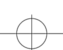
15 X. M Chen, Y. C. Lin, D. X. Wen, J. L. Zhang, M. He, Dynamic recrystallization behavior of a typical nickel-based superalloy during hot deformation, Materials and Design, **57**, 568(2014)

16 W. Q. Song, S. J. Sun, S.M. Zhu, G. Wang, J. Wang, M. S. Dargusch, Compressive deformation behavior of a near-beta titanium alloy, Materials and Design, **34**, 739(2012)

17 Myoung-Gyu Lee, Sung-Joon Kim, Heung Nam Han, Woo Chang Jeong, Application of hot press forming process to manufacture an automotive part and its finite element analysis considering phase transformation plasticity, International Journal of Mechanical Sciences, **51**, 888(2009)

18 LIU Yong, TANG Huiping, *Powder Metallurgical Titanium Base Structural Materials*, (Changsha, Central South University Press, 2010) p.296
(刘　咏, 汤惠萍著, 粉末冶金钛基结构材料, (长沙, 中南大学出版社, 2010) p.296)

19 Jia J B, Zhang K F, Liu L M, Wu F Y, Hot deformation behavior



and processing map of a powder metallurgy Ti－22Al－25Nb alloy, Journal of Alloys and Compounds, **600**, 215(2014)

20 J. W. Zhang, S. Q. Li, D. X. Zou, W. Q. Ma, Z. Y. Zhong, Processing and microstructure control of (a_2+B2+O) alloy sheet in Ti-Al-Nb system, Intermetallics, **8**, 699(2000)

21 SHEN Jun, FENG Aihan, Recent advances on microstructural controlling and hot forming of Ti_2AlNb-based alloys, Acta Metallurgica Sinca, **49**(11), 1286(2013)
(沈　军, 冯艾寒, Ti_2AlNb基合金微观组织调制及热成形研究进展, 金属学报, **49**(11), 1286(2013))

22 SONG Tao, Thermal mechanical processing and mechanical properties of Ti_2AlNb based alloy, Master thesis, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences (2014)
(宋　涛, Ti_2AlNb合金成型工艺及力学性能研究, 硕士学位论文, 中国科学院金属研究所(2014))

23 LU Bin, Effects of alloying on the mechanical behaviors of Ti_3Al based alloys, PhD thesis, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences (1999)
(卢　斌, 合金化对Ti_3Al基合金力学性能的影响, 博士学位论文, 中国科学院金属研究所(1999))

